



EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2002206131
PUBLICATION DATE : 26-07-02

APPLICATION DATE : 09-01-01
APPLICATION NUMBER : 2001001178

APPLICANT : NIPPON LIGHT METAL CO LTD;

INVENTOR : ODA KAZUHIRO;

INT.CL. : C22C 21/02 B22D 17/00 C22F 1/00 C22F 1/043

TITLE : ALUMINUM ALLOY FOR CASTING HAVING EXCELLENT HIGH TEMPERATURE STRENGTH AND WEAR RESISTANCE AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an aluminum alloy for a casting which has excellent high temperature strength and wear resistance, and is free from cracking on casting.

SOLUTION: The aluminum alloy has a composition containing, by mass, 2 to 4% Cu, 10 to 13% Si, 0.2 to 0.5% Mg, 0.5 to 2% Fe, 0.1 to 0.6% Mn, 3 to 6% Ni, 0.001 to 0.02% P and 0.0001 to 0.02% Ca, and the balance substantially Al, and in which P/Ca is 0.5 to 50 by mass, and Cu+4Mg is controlled to the range of ≤ 5 mass%. The aluminum alloy can further contain 0.001 to 0.05% Sr. Casting is performed at the cooling rate of $\geq 50^\circ\text{C}/\text{sec}$, and the average major axis of the crystallized products is controlled to $\leq 20 \mu\text{m}$. In this way, the crystallization of MgSi based and AlCuMgSi based crystallized products is suppressed by the control of the composition, and cracking on casting can be eliminated.

COPYRIGHT: (C)2002,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2002-206131
(P2002-206131A)

(43) 公開日 平成14年7月26日 (2002.7.26)

| (51) Int.Cl. ⁷ | 識別記号 | F I | マークシート*(参考) |
|-------------------------------------|-------|---------------|-------------|
| C 2 2 C 21/02 | | C 2 2 C 21/02 | |
| B 2 2 D 17/00 | | B 2 2 D 17/00 | C |
| C 2 2 F 1/00 | 6 0 3 | C 2 2 F 1/00 | 6 0 3 |
| | 6 1 1 | | 6 1 1 |
| | 6 3 0 | | 6 3 0 D |
| 審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 6 頁) 最終頁に続く | | | |

(21) 出願番号 特願2001-1178(P2001-1178)

(22) 出願日 平成13年1月9日(2001.1.9)

(71) 出願人 000004743

日本軽金属株式会社

東京都品川区東品川二丁目2番20号

(72) 発明者 猪狩 隆彰

静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号

日本軽金属株式会社グループ技術センター
内

(72) 発明者 織田 和宏

静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号

日本軽金属株式会社グループ技術センター
内

(74) 代理人 100092392

弁理士 小倉 亘

(54) 【発明の名称】 高温強度、耐摩耗性に優れた鋳物用アルミニウム合金およびその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 高温強度、耐摩耗性に優れ、鋳造時に割れの生じない鋳物用アルミニウム合金を提供する。

【構成】 このアルミニウム合金は、Cu: 2~4質量%、Si: 10~13質量%、Mg: 0.2~0.5質量%、Fe: 0.5~2質量%、Mn: 0.1~0.6質量%、Ni: 3~6質量%、P: 0.001~0.02質量%及びCa: 0.0001~0.02質量%を含み、残部は実質的にAlであって、P/Caが質量比で0.5~50、Cu+4Mg≤5質量%の範囲に調整されている。このアルミニウム合金は、さらに、Sr: 0.001~0.05質量%を含むこともできる。冷却速度50℃/秒以上で鋳造し、晶出物の平均長径を20μm以下にする。

【効果】 組成の調整により、MgSi系およびAlCuMgSi系晶出物の晶出を抑制し、鋳造時の割れ発生をなくすることができる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Cu: 2~4質量%、Si: 10~13質量%、Mg: 0.2~0.5質量%、Fe: 0.5~2質量%、Mn: 0.1~0.6質量%、Ni: 3~6質量%、P: 0.001~0.02質量%及びCa: 0.0001~0.02質量%を含み、残部は実質的にAlであり、かつP/Caが質量比で0.5~50、 $Cu + 4Mg \leq 5$ 質量%の範囲に調整されていることを特徴とする高温強度、耐摩耗性に優れた鋳物用アルミニウム合金。

【請求項2】 更にSr: 0.001~0.05質量%を含む請求項1記載の高温強度、耐摩耗性に優れた鋳物用アルミニウム合金。

【請求項3】 晶出物の平均長径が20 μ m以下である請求項3記載の高温強度、耐摩耗性に優れた鋳物用アルミニウム合金。

【請求項4】 請求項1又は2記載の組成をもつアルミニウム合金溶湯を冷却速度50℃/秒以上で鋳造することにより製造されるアルミニウム合金鋳物の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、ディーゼルエンジン、ガソリンエンジン等の内燃機関に使用されるピストン、コンロッド、シリンダーブロック、シリンダーヘッド等として好適な高温強度、耐摩耗性及び防振性に優れたダイカスト用アルミニウム合金及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】Siを約10質量%以上含有する共晶および過共晶Al-Si合金は、熱膨張係数が小さく、耐摩耗性に優れている。また、Si含有量が多くなると溶湯が凝固する際に高硬度の初晶Siが晶出するため、耐摩耗性が要求される内燃機関のピストン、コンプレッサ部品等の各種機械部品として使用されている。なかでも、Al-Si合金に、Cu、MgおよびNiを添加したJIS規格AC8A合金が代表的なAl-Si合金として使用されている。

【0003】しかし、最近の内燃機関では、エネルギー資源の有効利用から燃焼効率を上昇させる傾向にある。燃焼効率を向上させようすると燃焼温度が上昇し、これに伴って内燃機関に組み込まれている各種部品、特にピストンの材質として200℃以上の温度域で高い高温強度が要求されるようになってきた。そこで、本出願人は特開平8-134577号公報において、ベースとなるAl-Si-Cu-Mg系アルミニウム合金に高融点成分であるNi、Mn、Feを添加し、さらに晶出物の平均長径および鋳造時の冷却速度を規制することにより、高温強度と耐摩耗性に優れたアルミニウム合金を提案した。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】近年、更に燃焼効率を向上させるために、より高い温度での強度が要求されるようになってきた。そのため特開平8-134577号公報で提案した合金の中で、Niを添加し、高温強度を高めた合金がよく使用されるようになってきた。Niを添加すると、Niが晶出物として晶出し、その晶出物の分散強化効果により、高温強度が向上する。Ni系晶出物の分散強化により、高温強度を高くするためには、晶出物をできるだけ均一微細に分散晶出させる必要がある。そのため、Niを添加した合金は、高温強度を高めるために、ダイカスト鋳造のように鋳造時の冷却速度の速い鋳造を行う必要がある。

【0005】しかし、Niを含有した合金を鋳造し、速い冷却速度で冷却すると、鋳物を鋳型から取り出す際に、鋳物の鋭角部や押出ピンの当たる部分に割れが生じる場合があった。そこで、本発明では、鋳造の際、ダイカスト又はそれ以上の冷却速度を有する鋳造法で鋳造して急激に冷却しても、鋳型より鋳物を取り出す際に割れの生じない高Ni含有の高温強度、耐摩耗性に優れたアルミニウム合金を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明のダイカスト用アルミニウム合金は、その目的を達成するため、Cu: 2~4質量%、Si: 10~13質量%、Mg: 0.2~0.5質量%、Fe: 0.5~2質量%、Mn: 0.1~0.6質量%、Ni: 3~6質量%、P: 0.001~0.02質量%及びCa: 0.0001~0.02質量%を含み、残部は実質的にAlであり、かつP/Caが質量比で0.5~50、 $Cu + 4Mg \leq 5$ 質量%の範囲に調整されていることを特徴とする。更にこのアルミニウム合金は、Sr: 0.001~0.05質量%を含むこともできる。また、このアルミニウム合金中のMg Si系およびAlCuMgSi系晶出物の合計を1質量%未満にすることが好ましい。本発明に従ったダイカスト用アルミニウム合金は、前述した組成をもつアルミニウム合金溶湯を冷却速度50℃/秒以上で鋳造し、晶出物の平均長径を20 μ m以下に抑制している。

【0007】

【作用】本発明者等が、鋳型から鋳物を取り出す際に割れの原因について調査したところ、割れの起点近傍部分にMgSi系、AlCuMgSi系の晶出物が多数観察された。そこで、MgSi系、AlCuMgSi系晶出物と割れの関係について調査したところ、MgSi系、AlCuMgSi系晶出物の合計の量が多くなると、割れが発生し易くなることがわかった。以下、MgSi系、AlCuMgSi系晶出物を多く晶出させない要件および優れた高温強度、耐摩耗性を発揮させる要件について説明する。

【0008】Cu: 2~4質量%

Cuは鋳造時に高融点のAlCuMgSi系晶出物した

り、人工時効の際に $AlCu_2$ 系等の析出物として析出し、高温強度および高温疲労強度の向上に有効な合金元素である。Cu含有量が2質量%未満では、この効果は十分でなく、高温強度が不足する。しかし、4質量%を超えると人工時効時に $AlCu$ 系析出物が多量に析出し、耐食性が低下する。また、 $Cu+4Mg \leq 5$ 質量%の範囲を超える多量のCuが含まれると、鑄造時に $AlCuMgSi$ 系晶出物として多量に晶出し、鑄型より鑄物を取り出す際に、鑄物が割れ易くなる。

【0009】Si: 10~13質量%
本発明では、Si: 10~13質量%と規定することにより、ほとんど $Al-Si$ の共晶の組織であり、Si含有量により、一部に初晶Siまたは初晶 α 相が晶出している組織となっている。そして、内燃機関用ピストン材を代表とする耐熱・耐磨耗材料として要求される性能を共晶Siに依存している。また共晶Siは防振性を向上させると共に熱膨張係数の低減に有効に作用する。更にSiは湯流れを良好にする作用も呈する。また、共存しているMgと反応し、時効硬化に有効な Mg_2Si をも生成する。Si含有量が10質量%に達しないと、耐磨耗性、防振性や高温強度が目標値よりも低くなり、熱膨張係数が大きくなる。逆に、13質量%を超えるSi含有量では、初晶Siのサイズが大きくなり、かつ分布が不均一になる。その結果、応力集中による高温強度や疲労強度の低下を招く。

【0010】Mg: 0.2~0.5質量%
Siと結合し、時効硬化に有効な Mg_2Si を生成する。Mg含有量が0.2質量%に達しないと、十分な時効作用が得られない。逆に2質量%を超えたり、 $Cu+4Mg \leq 5$ 質量%の範囲を超える Mg_2Si 等の $MgSi$ 系の晶出物が増加する。この晶出物の合計が1質量%以上になると、鑄造後鑄型から鑄物を取り出す際に割れ易くなる。

【0011】Fe: 0.5~2質量%
高温強度の向上に有効な合金元素であり、0.5質量%以上のFe含有量で効果が顕著となる。しかも、ダイカスト時における金型の焼付きを防止する。Feは、種々の金属間化合物として晶出し、高温での強度を改善する。しかし、2質量%を超えるFe含有量では、Feを含む粗大な金属間化合物が晶出するため、却って高温強度を低下させる。

【0012】Mn: 0.1~4質量%
 $Al-Mn-Si$ 、 $Al-Fe-Mn-Si$ 系等の金属間化合物として晶出し、耐磨耗性及び防振性を向上させる。また、200℃近傍における高温強度の改善にも有効な合金元素である。このような効果を得るためには、0.1質量%以上のMnが必要である。しかし、4質量%を超える多量のMn含有量では、巨大な晶出物が多量に生成するため、伸び低下等の欠陥を引き起こす。

【0013】Ni: 3~6質量%

Niは高融点の $AlNi$ 系の晶出物を晶出させ、200~350℃付近における耐熱性、高温強度を改善する。Ni添加の効果は、3質量%以上で顕著になる。しかし、6質量%を超える多量のNiを含ませると、 $Al-Ni-Cu-Si$ 系の大きな金属間化合物が成長し、そのため伸びが低下する。またNiは鑄造性を向上させる作用もある。

【0014】P: 0.001~0.02質量%、Ca: 0.0001~0.02質量%

PおよびCaの共存によって、初晶Siの粗大化が抑制され、高強度が維持される。また、共晶Siが大きくなり、耐磨耗性及び防振性が改善される。しかし、0.02質量%を超えるPやCaは、湯流れ性を悪化させ、湯まわり不良等の鑄造欠陥を発生し、また鑄造組織を不均一にする。

【0015】P/Ca(質量比): 0.5~50

P/Ca質量比の調整による作用は本発明者等が特願平4-244259号公報、特願平5-161380号等で紹介したところであるが、P/Ca質量比が0.5に達しないと、共晶Siが微細で球状化し、耐磨耗性及び防振性の劣化を招く。逆に50を超えるP/Ca質量比では、P量の増加に起因して溶湯の粘度が上昇し、湯まわり不良等の鑄造欠陥を発生し、安定した組織が得られ難くなる。

【0016】本発明に従ったアルミニウム合金においては、その他の合金元素として、Na、Cr、Zr、Zn等を含むことがある。Naは、不純物として混入してくる元素であり、共晶Siを微細化する作用を呈することから、上限を20ppmにすることが望ましい。Crは、0.3質量%以下の含有量で耐磨耗性の向上に寄与する。Tiは、 $\alpha-Al$ の微細化に有効であり、0.3質量%以下の量で添加することもでき、さらに、Ti-B系の微細化材として、0.03質量%以下のBの共存も許容される。Zrは、結晶粒微細化に有効であり、0.3質量%以下の量でTiと同時に或いはZr単独で添加することもできる。Znは、不純物として混入してくる元素であり、耐食性の劣化、鑄造割れの発生等の原因となることから、上限を3質量%に設定することが好ましい。

【0017】晶出物の平均長径: 20 μm 以下

晶出物の平均長径が20 μm より粗大な晶出物が形成されると、力が加わった際に応力集中により、高温強度が低下する。また初晶Siにおいては、平均長径が20 μm より大きいと切削性も劣化する。

鑄造時の冷却速度: 50℃/秒以上

晶出物の晶出状況は、鑄造時の冷却速度によって影響され、冷却速度が50℃/秒未満の鑄造では、平均長径20 μm 以上の粗大な晶出物が形成され、応力集中による高温強度が低下する。特に高融点金属の化合物は、冷却速度が遅い場合には大きく発達し、数+数百 μm に達

する場合もある。化合物は、針状、漢字 (chinese script) 状、塊状等、様々の形態をとるが、大きい場合には何れも応力集中を起こして、強度を低下させ易い。特に Al-Fe 系の化合物は針状になり易く、影響が大きい。冷却速度が早い場合には、化合物の発達が抑制され、応力集中が起こりにくい粒状になり易い。晶出物により分散強化のことを考えると冷却速度を 100℃/秒以上とすることが好ましい。なお、本発明では、ダイカスト以外の薄肉急冷金型鑄造をも採用でき、ピストン等の素形材が鑄造される。素形材は、そのままの状態で機械加工してもよく、或いは必要に応じて溶体化処理や時効処理を施しても良い。

【0018】

【実施例1】表1に示す組成のアルミニウム合金をダイカスト法により冷却速度 100℃/秒で、自動車エンジンのピストン形状に鑄造した。そして、各組成毎に 20 個の鑄物を製造し、その表面の割れの有無を観察した。次に鑄物を 500℃で 6 時間保持した後、60℃の温水に焼き入れし、220℃で 6 時間保持し、人工時効を行った。そして、250℃での引張り試験を行い、耐力と伸びを測定した。また、10 の 7 乗回の繰返し曲げ試験による疲労試験を行った。

【0019】

表1：合金組成

| 試験番号 | 合金成分および含有量 (質量%) | | | | | | | | | | 割れ (個) | 区分 |
|-------|------------------|------|------|------|------|------|--------|-------|-------|--------|--------|------|
| | Si | Cu | Ni | Mg | Fe | Mn | Cu+4Mg | Sr | P | Ca | | |
| No.1 | 11.90 | 2.30 | 4.30 | 0.48 | 0.58 | 0.31 | 4.22 | — | 0.001 | 0.0005 | 0 | 本発明例 |
| No.2 | 12.00 | 2.90 | 4.30 | 0.48 | 0.57 | 0.31 | 4.82 | — | 0.001 | 0.0005 | 0 | |
| No.3 | 11.90 | 3.80 | 4.20 | 0.28 | 0.54 | 0.31 | 4.92 | 0.005 | 0.001 | 0.0005 | 0 | |
| No.4 | 11.30 | 3.20 | 4.30 | 0.40 | 0.55 | 0.32 | 4.80 | — | 0.001 | 0.0005 | 0 | |
| No.5 | 11.80 | 3.30 | 4.30 | 0.41 | 0.56 | 0.31 | 4.94 | — | 0.001 | 0.0005 | 0 | |
| No.6 | 11.90 | 2.90 | 3.30 | 0.47 | 0.55 | 0.32 | 4.78 | — | 0.001 | 0.0005 | 0 | |
| No.7 | 11.90 | 2.90 | 5.80 | 0.46 | 0.54 | 0.32 | 4.74 | — | 0.001 | 0.0005 | 0 | |
| No.8 | 12.00 | 3.90 | 4.30 | 0.32 | 0.54 | 0.31 | 5.18 | — | 0.001 | 0.0005 | 20 | 比較例 |
| No.9 | 12.00 | 3.40 | 4.20 | 0.48 | 0.53 | 0.33 | 5.32 | — | 0.001 | 0.0005 | 20 | |
| No.10 | 11.90 | 2.20 | 4.30 | 0.62 | 0.54 | 0.32 | 4.68 | — | 0.001 | 0.0005 | 11 | |
| No.11 | 14.10 | 3.00 | 4.30 | 0.45 | 0.56 | 0.33 | 4.80 | — | 0.001 | 0.0005 | 0 | |
| No.12 | 9.10 | 2.90 | 4.30 | 0.47 | 0.56 | 0.31 | 4.78 | — | 0.001 | 0.0005 | 0 | |
| No.13 | 12.00 | 3.10 | 3.90 | 0.41 | 0.55 | 0.02 | 4.74 | — | 0.001 | 0.0005 | 0 | |

下線は、規定の範囲を外れることを示す。

割れは、20 個の鑄物のうち割れのあったものの個数を示す。

【0020】その結果を表2に示す。この表2より、本発明合金 No. 1～7 では、割れが観察されなかったのに対して、Mg 量や Cu + 4Mg の合計含有量が多い比較合金 No. 8～10 は、図1のエジェクターピンが当たるスカート4の先端部に割れが多く観察された。Si 含有量が低い比較合金 No. 12 や Mn 量の少ない比較合金 No. 13 は、耐力が低くなっていることがわかる。また Si 含有量の多い合金 No. 11 は、割れはなく、耐力も高いが、疲労試験の際に、20 本中 6 本が途中で割れてしまった。この割れた面を調べたところ、粗大な初晶 Si が観察された。このことから、粗大な初晶 Si に応力が集中し、割れが発生したものと推察される。

【0021】

表2：材料特性

| 試験番号 | 引張強さ (N/mm ²) | 耐力 (N/mm ²) | 伸び (%) | 疲労強度 (N/mm ²) | 区分 |
|-------|---------------------------|-------------------------|--------|---------------------------|------|
| No.1 | 177 | 124 | 3.7 | 74 | 本発明例 |
| No.2 | 186 | 128 | 3.4 | 77 | |
| No.3 | 190 | 130 | 3.5 | 78 | |
| No.4 | 200 | 125 | 3.5 | 75 | |
| No.5 | 187 | 128 | 3.3 | 77 | |
| No.6 | 183 | 121 | 3.9 | 71 | |
| No.7 | 199 | 142 | 3.0 | 85 | |
| No.8 | 189 | 132 | 3.1 | 79 | 比較例 |
| No.9 | 195 | 132 | 3.1 | 79 | |
| No.10 | 189 | 127 | 3.2 | 76 | |
| No.11 | 173 | 146 | 3.0 | 88 | |
| No.12 | 195 | 106 | 3.9 | 64 | |
| No.13 | 154 | 106 | 2.5 | 71 | |

【0022】

【実施例2】Ni含有量を変えた表3に示す組成の合金を、実施例1と同じ条件で鋳造し、表面の割れの有無を観察した。そして得られた鋳物を、実施例1と同じ熱処理を行い、その後250℃で引張試験を行った。その結果を併せて表3中に示す。この結果より、Ni含有量が3質量%以上になるとNi含有量の増加とともに耐力が高くなっているのに対し、Ni含有量が3質量%未満では、Niを添加してもあまり強度は高くなり、十分な機械的強度が得られないことがわかる。これは、Ni含有量が3質量%未満では、高温強度に寄与するAl-N

i系晶出物の量が少ないためと考えられる。

【0023】また、Ni含有量が3質量%以上であり、Cu+4Mgが5を超えている比較例No. 17、21では割れが発生しているのに対し、Ni含有量が3質量%未満では、Cu+Mgが5を超えている比較例No. 14、16でも割れが発生していないことがわかる。このこともNi含有量が3質量%未満では、高温強度に寄与するAl-Ni系晶出物の量が少ないためと考えられる。

【0024】

表3：合金組成と材料特性

| 試験番号 | 合金組成（質量%） | | | | | | | 耐力 | 割れ | 区分 |
|-------|-----------|-----|-----|------|------|------|--------|-----|----|-----|
| | Si | Cu | Ni | Mg | Fe | Mn | Cu+4Mg | | | |
| No.14 | 12.0 | 3.1 | 1.0 | 0.51 | 0.49 | 0.31 | 5.14 | 108 | 無 | 比較例 |
| No.15 | 12.0 | 3.0 | 2.0 | 0.49 | 0.50 | 0.30 | 4.96 | 109 | 無 | |
| No.16 | 12.0 | 3.1 | 2.0 | 0.53 | 0.49 | 0.30 | 5.22 | 111 | 無 | |
| No.17 | 12.0 | 3.0 | 3.0 | 0.52 | 0.50 | 0.30 | 5.08 | 123 | 有 | |
| No.18 | 11.9 | 3.0 | 3.0 | 0.50 | 0.48 | 0.30 | 5.0 | 120 | 無 | 発明例 |
| No.19 | 12.0 | 3.0 | 4.0 | 0.50 | 0.51 | 0.29 | 5.0 | 127 | 無 | |
| No.20 | 12.0 | 3.0 | 5.0 | 0.48 | 0.49 | 0.30 | 4.92 | 135 | 無 | |
| No.21 | 12.1 | 3.1 | 5.0 | 0.51 | 0.50 | 0.30 | 5.14 | 136 | 有 | |

下線は、規定の範囲を外れることを示す。

【0025】

【実施例3】表1の本発明例である試験番号No. 2および比較例である試験番号No. 8の組成合金を図1の形状に、冷却速度5℃/秒、50℃/秒、100℃/秒以上の条件で鋳造し、表面の割れを観察した。その後、実施例1と同じ条件で熱処理を行なった。そして得られた鋳造材の晶出物の平均長径を測定するとともに、250℃での引張試験を行った。その結果を表4に示す。この結果から、冷却速度が5℃/秒だと晶出物の平均長径が20μmより大きく、引張強度が低くなっているのに

対し、冷却速度50℃/秒、100℃/秒以上では、晶出物の平均長径が20μm未満となり、引張強度が増加することがわかる。また、本発明例である試験番号No. 2の場合、いずれの冷却速度で鋳造しても、割れが発生していないのに対して、Cu+4Mgが5より大きい比較例である試験番号No. 8においては、冷却速度が5℃/秒だと割れは発生していないが、冷却速度50℃/秒、100℃/秒以上では、割れが発生していることがわかる。

【0026】

表4：冷却速度と材料特性

| 試験番号 | 冷却速度 (℃/sec) | 晶出物平均 長径(μm) | 引張強度 (N/mm ²) | 割れ |
|--------------|-----------------|-----------------|------------------------------|----|
| 本発明例 No.2 | 5 | 43 | 128 | 無 |
| | 50 | <20 | 172 | 無 |
| | 100以上 | <20 | 185 | 無 |
| 比較例 No.8 | 5 | 45 | 131 | 無 |
| | 50 | <20 | 174 | 有 |
| | 100以上 | <20 | 189 | 有 |

【0027】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明は、含有量が特定された成分・組成をもつAl-Si-Cu-Mg-Ni-Fe-Mn系鋳造用合金においてCu、Mgの含有量を調整することにより、MgSi系およびAlCuMgSi系晶出物の晶出を抑制し、鋳造時、急激に冷却しても鋳型より鋳物を取り出す際の割れ発生を防止

することができ、また凝固時の冷却速度を規制することにより晶出物をも微細化し、高温強度、耐摩耗性、防振性等が改善され、ダイカスト用内燃機関部品として好適なアルミニウム合金が得られる。

【図面の簡単な説明】

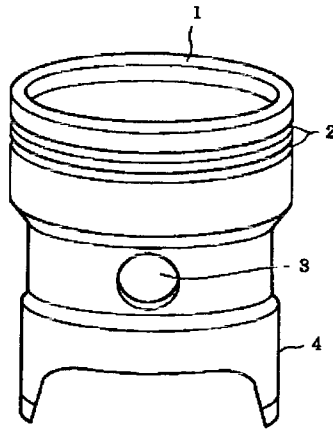
【図1】 本発明合金が適用される例の、ピストンの形状を示す図。

【符号の説明】

1：ピストンヘッド、 2：ピストンリング用溝、

3：ピン孔、4：スカート

【図1】



フロントページの続き

| (51)Int.Cl. ⁷ | | 識別記号 | F I | (参考) | |
|--------------------------|-------|-------|---------|-------|---------|
| C 2 2 F | 1/00 | 6 5 0 | C 2 2 F | 1/00 | 6 5 0 A |
| | | 6 8 1 | | | 6 8 1 |
| | | 6 9 2 | | | 6 9 2 A |
| | 1/043 | | | 1/043 | |